

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 10-226843

(43)Date of publication of application : 25.08.1998

(51)Int.Cl. C22C 38/00
C21D 9/46
C22C 38/12
C22C 38/14

(21)Application number : 09-035148

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 19.02.1997

(72)Inventor : YAMAZAKI KAZUMASA
YAMAMURA HIDEAKI

(54) THIN STEEL SHEET SMALL IN DEFECT AND EXCELLENT IN PRESS FORMABILITY AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a steel sheet for press forming small in defects and to provide a method for producing the same.

SOLUTION: This steel sheet for press forming small in defects is the one obtd. by incorporating a steel contg. 0.0005 to 0.0070% C, 0.001 to 2.0% Si, 0.05 to 3.0% Mn, 0.001 to 0.150% P, 0.001 to 0.050% S, 0.0005 to 0.0080% N, $\leq 0.005\%$ acid soluble Al, 0.004 to 0.040% Ti, and the balance iron with inevitable impurities with inclusions with $\leq 50\mu\text{m}$ particle size essentially consisting of Ti oxide, Mn oxide, Si oxide and alumina, and in which alumina is contained by $\leq 30\%$.

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-226843

(43) 公開日 平成10年(1998) 8月25日

(51) Int.Cl.⁵

識別記号

F I

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 S

C 2 1 D 9/46

C 2 1 D 9/46

G

C 2 2 C 38/12

C 2 2 C 38/12

38/14

38/14

審査請求 未請求 請求項の数 9 O L (全 10 頁)

(21) 出願番号

特願平9-35148

(22) 出願日

平成9年(1997) 2月19日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 山崎 一正

愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株

式会社名古屋製鐵所内

(72) 発明者 山村 英明

愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株

式会社名古屋製鐵所内

(74) 代理人 弁理士 名嶋 明郎 (外2名)

(54) 【発明の名称】 欠陥が少なくプレス成形性に優れた薄鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 本発明は、欠陥の少ないプレス成形用鋼板およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 C: 0.0005~0.0070%、Si: 0.001~2.0%、Mn: 0.05~3.0%、酸可溶Al: 0.005%以下、Ti: 0.004~0.040%を含み、粒径50 μ m以下、Ti酸化物、Mn酸化物、Si酸化物、アルミナを主体とし、アルミナを30%以下含む介在物を含む欠陥の少ないプレス成形用鋼板及びその製造方法である。

【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%で、

C : 0.0001~0.0070%、

Si : 0.001~2.0%、

Mn : 0.05~3.0%、

P : 0.001~0.150%、

S : 0.001~0.050%、

N : 0.0005~0.0080%、

酸可溶Al : 0.005%以下、

Ti : 0.004~0.040%

を含有し、残部鉄および不可避免の不純物よりなる鋼に、鋼中にチタン酸化物、マンガン酸化物、シリコン酸化物、アルミナが主成分で、アルミナが30%以下含む酸化物系介在物を含有せしめたことを特徴とする欠陥が少なくプレス成形性に優れた薄鋼板。

【請求項2】 Nb : 0.004~0.050%を含有せしめたことを特徴とする請求項1に記載の欠陥が少なくプレス成形性に優れた薄鋼板。

【請求項3】 B : 0.0004~0.0050%を含有せしめたことを特徴とする請求項1または請求項2に記載の欠陥が少なくプレス成形性に優れた薄鋼板。

【請求項4】 精錬後の溶鋼の鋼中酸素量を250ppm以下に脱酸し、ついでTiを添加してC : 0.0001~0.0070%、Si : 0.001~2.0%、Mn : 0.05~3.0%、P : 0.001~0.150%、S : 0.001~0.050%、N : 0.0005~0.0080%、酸可溶Al : 0.005%以下、Ti : 0.004~0.040%を含有し、残部鉄および不可避免の不純物よりなる鋼に、鋼中にチタン酸化物、マンガン酸化物、シリコン酸化物、アルミナが主成分で、アルミナが30%以下含む酸化物系介在物を含有せしめた鋼を連続鑄造—熱間圧延の後、600℃~800℃で巻取って、ついで脱スケール処理を施し、その後50%~95%の圧延率で冷間圧延を施し、650~900℃の温度範囲で焼鈍を施すことを特徴とする欠陥が少なくプレス成形性に優れた薄鋼板の製造方法。

【請求項5】 Nb : 0.004~0.050%及び/またはB : 0.0004~0.0050%を含有せしめたことを特徴とする請求項4に記載の欠陥が少なくプレス成形性に優れた薄鋼板の製造方法。

【請求項6】 精錬後の溶鋼を真空脱ガス処理して、鋼中酸素量を250ppm以下に脱酸した後、Tiを添加することを特徴とする請求項4記載の欠陥が少なくプレス成形性に優れた薄鋼板の製造方法。

【請求項7】 Si、Mnの1種又は2種を添加して、鋼中酸素量を250ppm以下に脱酸した後、Tiを添加することを特徴とする請求項4記載の欠陥が少なくプレス成形性に優れた薄鋼板の製造方法。

【請求項8】 精錬後の溶鋼の鋼中酸素量を250ppm以下に脱酸した後、化学組成がTi : 10~75%、残

りFe、Mn、Siの1種~3種及び不可避免の不純物からなる合金を添加することを特徴とする請求項4または請求項5に記載の欠陥が少なくプレス成形性に優れた薄鋼板の製造方法。

【請求項9】 Alを添加する際に、化学組成がAl : 10~80重量%、残りFe、Mn、Siの1種~3種及び不可避免の不純物からなる合金を添加して行うことを特徴とする請求項4または請求項5または請求項6に記載の欠陥が少なくプレス成形性に優れた薄鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明方法は、欠陥が少なくプレス成形性に優れた薄鋼板およびその製造方法に関するものである。詳しくは、表面欠陥およびプレス時の割れなどの欠陥の発生が少なく、かつ成形性に優れた鋼板及びその製造方法に関するものであり、自動車および家電製品の部品などプレス成形に供される鋼板として好適な薄鋼板およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】通常自動車、家電製品などに用いられる鋼板は転炉で溶製された未脱酸の溶鋼をAlで脱酸を行うAlキルド鋼で製造されている。このようなAl脱酸鋼では、脱酸時に添加したAlと溶鋼中の酸素が反応したり、脱酸後に鋼中に残留したAlがスラグや空気中等の酸素によって酸化してアルミナが生じる。このアルミナは固いので圧延や加工等で破碎されずに鋼板に塊状で残存し、鋼板の表面に存在する場合は表面疵となって表面性状を損ない、また、鋼板内部に存在するとプレス成形時に割れや疵などの欠陥の発生原因となる。そこでこれらのアルミナに対してスラグ中や雰囲気中の酸素の制御による溶鋼中のAlの酸化によるアルミナの生成防止や、溶鋼中へのガスやフラックスの吹き込みによる溶鋼中のアルミナの浮上促進による低減と、溶鋼中へのCaの添加によってアルミナを圧延・加工時に破碎されやすいカルシウムアルミネートへ形態制御することによる無害化が行われてきた。

【0003】しかし、Alで脱酸を行っている限りはアルミナ単体の生成は皆無にはできず、除去も不十分である。また、Ca添加による方法もCaは高価であるとともに歩留まりがきわめて悪いために合金コストが高くなり、また介在物にアルミナを含有するので冷却時に介在物中に固いアルミナが部分的に晶出し、圧延等によっても破碎されずに残り欠陥が発生する。さらに、Caを添加して生成するカルシウムアルミネートは肥大化しやすく、このような介在物が浮上しきれず残留した場合には大きな欠陥となる。これらの問題を解決するためにはAl以外の元素で脱酸することが考えられ、特公昭48-29005号公報に見られるようにAlもSiも全く添加せずにTiのみで脱酸する方法があるが、この場合M

nのみによる脱酸のためにTi添加前の溶鋼中酸素は非常に高い値となり、この様な溶鋼にTiを添加すると粒径の大きなチタン酸化物が多量に生成して溶鋼中に残存し、これはアルミナと同様に固く破碎されにくいので欠陥となる。そこで、特公平2-9646号公報に見られるようにTi添加前にAlを添加して予備脱酸を行い、溶鋼酸素を低減した後にTiを添加する方法がある。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】上記方法では溶鋼中の酸素が高い状態でAlを添加するために、Alを多量に添加する必要があるので多量のアルミナが生成してそのまま残留する。また、AlはTiより酸化力が強いためにTiを添加した際にアルミナは還元されずにアルミナ濃度が高い介在物となるために圧延等によっても破碎されずに残存するので、プレス時に欠陥が発生し易い。また、Alは脱酸力が強いので酸素のコントロールが不安定である。一方、生成したチタン酸化物の大部分は粒径が大きくかつ、破碎されにくいチタン酸化物となって溶鋼中に存在し、その一部は浮上しきれずに残留して欠陥となりやすい。このように通常の製造方法では、鋼中に100 μ m程度の大きさの介在物が含まれるのが一般的であり、この介在物はプレス成形時に亀裂の起点となるので、この種の介在物が多量に含まれるとプレス割れなどの欠陥が多発するという欠点を有していた。

【0005】また、鋼中に酸可溶Alを多く含有する鋼は再結晶温度が高くなり、特に極低碳素鋼にTi、Nbなどの炭窒化物形成元素を添加したIF鋼では、微細な炭窒化物が鋼中に存在するので、一般の低碳素Alキルド鋼よりもさらに高い温度で焼鈍をしなければならなかった。これを解消する方法として、特開昭62-30822号公報のようにAlで脱酸を行うものの、脱酸に使われた以外の余剰Alすなわち酸可溶Alを0.010以下に制限する技術がある。しかし、Alで脱酸しているのでAlの酸化物が鋼中に残存するのは必然で、この鋼においてもAlの酸化物による欠陥の発生は抑え得ないものであった。さらに、酸可溶Alが残存しないように脱酸すると脱酸不足が生じ、鋼中に気泡が残ることがしばしば起き、ブローホールと呼ばれる欠陥により表面性状を損ね、安定して実用化ができる技術ではなかった。

【0006】本発明は上記課題を有利に解決するためになされたものであり、鋼中の介在物を微細でかつ、部分的に固い晶出相がなく介在物全体が変形・破碎しやすい組成の介在物にコントロールし、低コストで介在物欠陥を少なくして、さらに鋼中の酸可溶Alの含有量を極めて少なくできるので、再結晶温度が低く、従来と同等の温度で焼鈍したときに高いプレス成形性を得ることができる鋼板およびその製造方法を提供することを目的とするものである。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明の特徴とするところ

ろは、(1)重量%で、C:0.0001~0.0070%、Si:0.001~2.0%、Mn:0.05~3.0%、P:0.001~0.150%、S:0.001~0.050%、N:0.0005~0.0080%、酸可溶Al:0.005%以下、Ti:0.004~0.040%を含有し、残部鉄および不可避免的な不純物よりなる鋼に、鋼中にチタン酸化物、マンガン酸化物、シリコン酸化物、アルミナが主成分で、アルミナが30%以下含む酸化物系介在物を含有せしめたことを特徴とする欠陥が少なくプレス成形性に優れた薄鋼板。及び精錬後の溶鋼の鋼中酸素量を250ppm以下に脱酸し、ついでTiを添加してC:0.0001~0.0070%、Si:0.001~2.0%、Mn:0.05~3.0%、P:0.001~0.150%、S:0.001~0.050%、N:0.0005~0.0080%、酸可溶Al:0.005%以下、Ti:0.004~0.040%を含有し、残部鉄および不可避免的な不純物よりなる鋼に、鋼中にチタン酸化物、マンガン酸化物、シリコン酸化物、アルミナが主成分で、アルミナが30%以下含む酸化物系介在物を含有せしめた鋼を連続鑄造-熱間圧延の後、600℃~800℃で巻取って、ついで脱スケール処理を施し、その後50%~95%の圧延率で冷間圧延を施し、650~900℃の温度範囲で焼鈍を施すことを特徴とする欠陥が少なくプレス成形性に優れた薄鋼板の製造方法である。

【0008】

【発明の実施の形態】本発明者らは種々の組成の介在物を人工的に合成して鋼中に埋め込み、実験室的に圧延実験を行った。その結果、介在物中にアルミナを少量含有しチタン酸化物(TiO_x、X=1.5~2.0)、マンガン酸化物(MnO)、シリコン酸化物(SiO₂)、アルミナ(Al₂O₃)を主成分とする組成の介在物とすれば、融点が比較的低く、冷却時に高融点で固い晶出相の生成が抑制でき、圧延等によって微細に破碎されることを見出した。このようなアルミナ含有量および組成の異なる介在物を分散させた鋼を実験室的に溶製、鑄造し、通常の方法で熱間圧延、酸洗、冷間圧延、焼鈍、調質圧延を行って薄鋼板とし、プレス成形を行ったが一部の鋼板で割れ等の欠陥が発生した。この欠陥付近の調査を行った結果、欠陥部には伸延した介在物が検出され、その大きさを測定して鋳片での大きさに換算するといずれも50 μ mより大きかったことが判った。

【0009】以上のことより、鋳片で50 μ m以下の上記組成の介在物であれば欠陥とならないことが推測されたため、50 μ m以下のアルミナを30重量%以下含有し、チタン酸化物、マンガン酸化物、シリコン酸化物、アルミナを主成分とする組成の介在物のみを分散させた鋼を実験室的に溶製、鑄造し、通常の方法で熱間圧延、酸洗、冷間圧延、焼鈍、調質圧延を行って鋼板とし、プレス成形を行ったところ、プレス成形性は良好であり、

欠陥の発生が極めて少ないことが確認できた。添加するTi濃度を变化させて実験を行った結果、チタン酸化物、マンガン酸化物、シリコン酸化物、アルミナを主成分（アルミナ含有量30重量%以下）とする組成の介在物とするには、Ti濃度を0.040%以下とすることが必要である。これはTiが高すぎるとTiの脱酸力がMnやSiに比べて高いのでこれらの酸化物と複合せず、アルミナと同様な高融点のチタン酸化物含有量の高い介在物が生成することによる。一方、Tiの下限を0.004%としたのは連続铸造時に脱酸不足による気泡の発生を防止するためである。Ti量は、脱酸に使用された残りをを用いてC、Nを析出固定するので好ましくは、このC、Nの析出固定に必要な量に脱酸に必要な0.002%を加えた量以上とする。C、Nを析出固定するために必要なTi量は、Nbの添加の有無によって異なり、詳細は後述する。Tiを添加した後にAlを添加することで、Al添加時の酸素濃度が下がっており、Alの添加量が少なく済み、生成する介在物中のアルミナ含有量も少なく、介在物中にアルミナが含有していてもプレス時に欠陥の発生はほとんどない。また、Ti添加時に生成したチタン酸化物、マンガン酸化物、シリコン酸化物、アルミナを主成分とする組成の介在物はAlによって還元されてしまわずにチタン酸化物、マンガン酸化物、シリコン酸化物、アルミナを主成分とする介在物となる。総Al量が0.001%以上あれば酸素は20ppm以下とすることができCOガスは発生せずに铸造が可能となり、かつCOガス起因の気孔が鋼材中に生成するのを抑止することができる。

【0010】次に本発明の製造法について詳述しながら説明する。まず、転炉で0.02~0.10%のCを含む溶鋼を溶製する。この際、溶鋼中のCが所望するC濃度より高い場合は出鋼後に真空脱ガス装置等による脱炭処理を行い所定のC濃度まで低減する。所望するC濃度より低い場合には出鋼後にC（加炭剤）を添加して所定のC濃度としてもかまわない。また、溶鋼を出鋼する際必要に応じてFe-Mnを投入してもよい。次に、出鋼した溶鋼中へMn、Siの1種または2種を添加するか、真空脱ガス処理による予備脱酸を行って溶鋼中の酸素を250ppm以下とする。単体のアルミナを生成させないためにはTiを添加するよりも前にAlを添加しないことが必要であり、Fe-MnやFe-Siを添加してMnおよび/またはSiにより脱酸する際には、MnやSiの添加量は脱酸時に添加するTi合金中に含まれるSiやMnの含有量より増加する量を考慮して調整すればよい。溶鋼中の酸素が250ppmより高くなると、Ti合金を多量に添加することが必要になり、後述するように脱酸時の過飽和度が大きくなり、Ti添加時にアルミナと同様な高融点のチタン酸化物が多数生成し、複合介在物が安定して生成しないことがあり、また、これらが凝集して大きな介在物となるおそれがあ

る。このようにしてして溶鋼中の酸素を250ppm以下に調整した溶鋼に、化学組成がTi:10~70重量%の成分と残部はFe、Mn、Siのうち1種から3種および不可避免の不純物とからなる合金を添加して、Tiを溶鋼成分として0.002~0.030%含有させる。このように溶鋼中のTi濃度を0.030%以下とすることでチタン酸化物、マンガン酸化物、シリカ、アルミナを主成分とする組成の複合介在物とすることが可能となる。溶鋼中のTi濃度が高すぎるとTiの脱酸力がMnやSiに比べて高いのでこれらの酸化物と複合せず、アルミナと同様な高融点のチタン酸化物が主成分の介在物となる。

【0011】更に、脱酸時の過飽和度を小さくすれば核生成速度が遅くなり、生成する介在物の個数及び介在物径が小さくなる。過飽和度はTiと酸素の積で決まるので、過飽和度を小さくする方法として脱酸合金中のTi含有量を低くすることと脱酸時の溶鋼中の酸素を低くすることが有効である。脱酸合金中のTi含有量が高い場合には溶鋼中に添加した脱酸合金の周囲にTi濃度の高い部分が生成して過飽和度が高くなるので、Ti含有量の低い脱酸合金を使用することが好ましい。そこで、溶鋼中の酸素濃度と合金中Ti含有量を変化させた実験・検討を行った結果、酸素濃度および合金中Ti含有量が低くなるにしたがって介在物径は小さくなり、酸素を250ppm以下とし、かつ、Ti含有量が70%以下の合金で脱酸することで、最大でも50μm以下の介在物とすることができることを見出した。Ti含有量が高くなると介在物径が大きくなるとともに、脱酸時にチタン酸化物の含有量の高い介在物が生成し、それが溶鋼中に残存し混在する。Ti含有量が低すぎると添加する合金量が多くなりすぎ、溶鋼温度の低下が起こって、溶鋼の凝固や铸造が困難になったり、添加に時間がかかり生産性に障害を与える。また、Ti含有量が高い場合には少量ずつ添加すると部分的に過飽和度の高い部分が少なくなり有効である。また、TiをFeやSi、Mnとの合金とすることで、Tiの活量を下げるとともに部分的に濃度の高い領域を減少させるために、過飽和度が一層減少し、チタン酸化物、マンガン酸化物、シリカ、アルミナ主体の複合介在物の生成を促進する。Tiは1度に添加してもよいが、2回以上に分割して添加してもよい。Tiは添加後に溶鋼中の酸素が高く铸造時にCOガスが発生して铸型内溶鋼のボイリングが発生するおそれのある場合には、Ti添加後にAlを0.001%以上となる量添加してもよい。これによって酸素は20ppm以下になり、COガス発生によるボイリングなしに铸造が可能となる。Tiの添加による脱酸によって酸素が下げられているので、Ti添加前にAlを添加する場合よりもAlの添加量は少なく済み、生成する介在物の量が少なく、粗大な介在物も生成しない。Alを0.005%以下とすることで介在物はチタン酸化物、シリコン酸化

物、マンガン酸化物、30%以下のアルミナを主成分とする溶鋼中で液体状態で存在する介在物となる。このようにして溶製した溶鋼は通常と同じ方法でタンディッシュを通して、連続鋳造機で鋳造することが可能である。

【0012】最終的に鋼中に含有されるMnの含有量は、0.05%未満に下げるのは精錬時間が長くなり経済性を大きく損ねるので、0.05%を下限とし、3.0%を越えると鋼板の加工性が大幅に劣化し、高い加工性の期待できなくなる、3.0%を上限とする。Si量は、0.001%未満に下げるのは十分な予備処理等が必要で精錬に大幅なコスト負担をかけ経済性を損ねるので0.001%を下限とし、2.0%を越えると加工性が大幅に劣化するので2.0%を上限とする。Pは、0.001%未満に下げることは溶銑予備処理に時間とコストがかかり、経済性を大きく損ねるので、0.001%を下限とし、0.050%を越えると加工性が劣化するので0.050%を上限とする。Sは、0.001%未満に下げることは溶銑予備処理に時間とコストがかかり、経済性を大きく損ねるので、0.001%を下限とし、0.030%を越えると加工性・耐食性が劣化するので0.030%を上限とする。Nは、0.0005%未満に下げることは精錬の段階での大幅なコスト上昇を伴い経済性を大きく損ねるので、0.0005%を下限とし、0.0080%を越えると、Nを固溶NをなくすためのTi添加量が多く必要で、本願の目的である介在物の形態制御が不可能になるので、0.0080%を上限とする。固溶N量を少なくするために、NをTiNとして固定するには、前述のように少なくともTi

[%]>3.43N[%]とする必要がある。さらに、加工性を向上させるためには、TiはCとの当量以上添加することが好ましい。この場合のTi添加量は、

【数1】 $Ti[\%] > 4C[\%] + 3.43N[\%]$ となる。Tiの上限は、0.040%とする。この量を越えると、脱酸時にTiを大量に加えなければならない、本願発明の特徴とする介在物組成が得られなくなるためである。Nbは、加工性を向上させるため、主としてCを析出固定するために添加する。添加量としては、好ましくは、Tiを添加しない場合は、 $Nb[\%] > 6.64N[\%]$ 、Tiを添加してNを析出固定した場合は、 $Nb > 0.8 \times 7.75C[\%]$ を添加する。添加量の下限としては、0.004%未満では、加工性を向上させる効果がなくなるので、0.004%を下限とし、0.050%を越えると、固溶Nbの存在によりかえって加工性を劣化させることになるので、0.050%を上限とする。Bは、2次加工脆性を防止するために添加する。Bは、結晶粒界に存在する固溶Cがなくなった時にしばしば見られる2次加工脆性と呼ばれる脆化を防止するのに有効な元素であり、厳しい絞り加工が加えられる部品に本願発明鋼板が適用される時などに添加する。添加量は、0.0004%未満では、2次加工脆

性を防止する効果がなくなるので、0.0004%を下限とし、0.0070%を越えると、再結晶温度が高くなるなどの弊害が出て、通常の鋼板製造のプロセスでは製造しにくくなるため0.0070%を上限とする。

【0013】このようにして溶製した溶鋼を通常と同じ方法でタンディッシュを通して、連続鋳造機で鋳造する。さらに、この鋳片は通常と同じ方法で熱間圧延した後、600℃～800℃の温度範囲で巻取りを行う。ただ単にTi量をNとの当量以上加えても、Nは全量TiNとして析出することはないので、巻取温度を600℃～800℃の範囲として、極力NをTiNとして析出させ、固溶N量を2ppm以下とする。固溶N量2ppm超では、割れの感受性が増し、50μm程度の大きさの介在物でも割れが発生するようになるとともに、時効性が劣化し、ストレッチャーストレインと呼ばれる欠陥が発生するので、固溶N量としては2ppm以下とする。巻取温度600℃未満ではTiによるNの析出固定が不十分で、固溶Nが2ppmを越えて存在するようになり、介在物による割れの感受性が劣化するとともに、製品での時効性が劣化するので600℃を下限とし、800℃を越えると、結晶粒が粗大化して冷延焼鈍後に高いr値が得られなくなるので800℃を上限とする。ついで、脱スケール処理を行う。一般には酸洗を施すが、機械的にスケール除去を行っても良い。その後、冷間圧延を行い、連続焼鈍を行う。連続焼鈍の温度は、650℃～900℃とする。650℃未満では再結晶せず、加工性が劣化するので650℃を下限とし、900℃を越えると鋼板の高温強度が弱まり、連続焼鈍炉内で絞りと呼ばれる現象を起こし、破断するなどの問題が生じやすくなるので900℃を上限とする。その後、スキンパス圧延を施し鋼板とする。また、その後、耐食性、意匠性のためにめっき、樹脂コーティング等を施すことも可能である。連続焼鈍は、溶融亜鉛めっきラインで行っても良く、焼鈍後直ちに、溶融めっきを施し、溶融亜鉛めっき鋼板、合金化溶融亜鉛めっき鋼板、溶融アルミめっき鋼板等の熱漬めっき鋼板とすることもできる。

【0014】

【実施例】270トン転炉で表1に示す成分の鋼を溶製した。さらにこの溶鋼に真空脱ガス処理を施すとともに表2に示す脱酸剤を添加し酸素濃度および介在物組成を調整した。その後、連続鋳造して鋼塊となした。得られた鋼の成分及び塊中の介在物の組成とサイズを合わせて表3および表4に示す。ついで、熱間圧延を行った。その際の仕上圧延、巻取りは、表5に示す温度で行った。ついで、酸洗、冷間圧延を行った後、表5に示す温度で焼鈍を行った。表5には、焼鈍を行う前に測定した再結晶温度も示しておく。焼鈍後、1%の圧下率でスキンパス圧延を施し、冷延鋼板とした。得られた冷延鋼板を用いて、絞り比2.2でそれぞれ約1万個の加工を行った。このとき発生した介在物起因による割れの個数を調

査し、プレス時の欠陥発生率を求めた。結果を表5に示す。表5から、本願発明法では、比較法に比べて再結晶温度が低く、低い焼鈍温度でも比較材と同等の機械的特性値が得られている。また、本願発明法では、比較法に比べて、プレス時の欠陥発生率が極めて小さいことがわかる。

【0015】

【発明の効果】本発明によれば、鋼中介在物を微細化 *

* し、製造時の介在物による欠陥を著しく低減することができるのと同時に、再結晶温度を低下させることができるので、従来よりも低い温度での焼鈍が可能で、品質、経済性ともに優れた欠陥の少ないプレス成形用鋼板を得ることができる等の優れた効果が得られる。

【0016】

【表1】

番号	出 鋼 成 分 (重量%)									
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Fe	
実 施 例	1	0.05	0.007	0.18	0.010	0.008	Tr	0.0007	0.0359	残
	2	0.04	0.010	0.52	0.014	0.009	Tr	0.0014	0.0400	"
	3	0.03	0.008	0.37	0.011	0.012	Tr	0.0011	0.0355	"
	4	0.06	0.009	0.57	0.014	0.010	Tr	0.0027	0.0448	"
	5	0.08	0.008	1.45	0.072	0.007	Tr	0.0015	0.0392	"
	6	0.04	0.010	0.28	0.013	0.009	Tr	0.0039	0.0354	"
	7	0.05	0.009	0.61	0.010	0.013	Tr	0.0017	0.0389	"
	8	0.06	0.006	0.75	0.010	0.011	Tr	0.0008	0.0343	"
	9	0.03	0.005	0.15	0.012	0.015	Tr	0.0048	0.0356	"
	10	0.04	0.006	0.44	0.010	0.011	Tr	0.0013	0.0405	"
例	11	0.05	0.008	0.15	0.009	0.008	Tr	0.0016	0.0308	"
	12	0.04	0.007	0.13	0.011	0.010	Tr	0.0011	0.0505	"
	13	0.05	0.008	0.74	0.013	0.010	Tr	0.0010	0.0455	"
	14	0.03	0.450	0.61	0.010	0.012	Tr	0.0057	0.0370	"
	15	0.05	1.256	0.43	0.012	0.013	Tr	0.0013	0.0358	"
	16	0.04	0.009	2.40	0.016	0.017	Tr	0.0068	0.0425	"
	17	0.03	0.009	0.70	0.073	0.011	Tr	0.0013	0.0408	"
	18	0.05	0.008	0.25	0.012	0.010	Tr	0.0012	0.0510	"
	19	0.06	0.007	0.18	0.009	0.011	Tr	0.0011	0.0398	"
	20	0.05	0.009	0.64	0.016	0.011	Tr	0.0014	0.0363	"
比 較 例	21	0.06	0.010	0.79	0.012	0.013	Tr	0.0017	0.0451	"
	22	0.08	0.008	0.35	0.013	0.012	Tr	0.0086	0.0359	残
	23	0.05	0.010	0.58	0.009	0.012	Tr	0.0025	0.0268	"
	24	0.05	0.010	0.38	0.012	0.011	Tr	0.0020	0.0357	"
	25	0.04	0.011	0.18	0.015	0.015	Tr	0.0049	0.0287	"
	26	0.05	0.009	0.16	0.011	0.013	Tr	0.0011	0.0298	"

【0017】

【表2】

	番号	脱 ガス 時間 分	酸素 量 ppm	合金組成 %					合金 添加量 kg	Ti添加 後 酸素量 ppm	Ti添加 後Al添 加量 kg	鋼温度 ℃
				Ti	Fe	Mn	Si	Al				
実 施 例	1	25	182	38	60	0	2	0	71	66	23	1577
	2	20	190	16	81	0	3	0	447	44	15	1580
	3	20	210	20	49	31	0	0	361	79	17	1572
	4	18	203	60	34	6	0	0	155	65	23	1574
	5	18	208	50	42	6	3	0	178	44	28	1579
	6	25	198	34	0	0	66	0	350	62	61	1578
	7	23	185	10	22	0	68	0	285	51	55	1568
	8	20	210	15	8	0	77	0	151	73	50	1574
比 較 例	9	17	209	55	45	0	0	0	95	64	77	1569
	10	18	200	15	50	35	0	0	141	63	88	1572
	11	19	199	60	0	0	40	0	230	55	70	1573
	12	20	186	65	0	32	3	0	225	47	65	1578
	13	21	189	15	0	85	0	0	238	82	46	1579
	14	27	193	20	80	0	0	0	385	74	15	1570
	15	25	195	30	30	38	2	0	146	43	23	1573
	16	23	211	23	44	30	3	0	356	95	30	1568
	17	26	185	50	48	0	2	0	225	113	42	1571
	18	24	195	68	30	0	2	0	106	82	40	1577
	19	21	188	60	25	15	0	0	149	75	20	1574
	20	20	174	45	45	10	0	0	134	55	6	1575
比 較 例	21	20	174	80	30	10	0	0	128	45	29	1578
	22	20	187	35	45	20	0	0	87	47	131	1568
	23	17	192	88	0	0	12	0	233	82	353	1571
	24	15	191	0	0	0	2	98	158	-	276	1570
	25	14	229	65	20	15	0	0	422	85	256	1573
	26	22	198	99	1	0	0	0	85	55	206	1576

【0018】

【表3】

番号	鋼 の 成 分 (重量%)												
	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	O	Ti	Mo	B	Fe	
実 施 例	1	0.0005	0.007	0.18	0.010	0.008	0.001	0.0009	0.0021	0.005	—	—	残
	2	0.0025	0.010	0.52	0.014	0.009	0.002	0.0018	0.0019	0.017	—	—	"
	3	0.0030	0.008	0.40	0.011	0.012	0.002	0.0014	0.0009	0.020	—	—	"
	4	0.0045	0.009	0.58	0.014	0.010	0.003	0.0030	0.0009	0.015	—	—	"
	5	0.0040	0.008	1.46	0.072	0.007	0.004	0.0018	0.0015	0.010	—	0.0008	"
	6	0.0011	0.080	0.28	0.013	0.009	0.002	0.0041	0.0013	0.015	—	0.0015	"
	7	0.0020	0.052	0.61	0.010	0.013	0.001	0.0020	0.0011	0.009	—	0.0028	"
	8	0.0034	0.039	0.75	0.010	0.011	0.002	0.0009	0.0005	0.005	—	0.0038	"
例	9	0.0045	0.005	0.15	0.012	0.015	0.002	0.0052	0.0018	0.019	0.024	—	"
	10	0.0042	0.008	0.45	0.010	0.011	0.001	0.0015	0.0021	0.006	0.043	—	"
	11	0.0035	0.025	0.15	0.009	0.006	0.003	0.0018	0.0007	0.010	0.040	—	"
	12	0.0041	0.007	0.15	0.011	0.010	0.004	0.0013	0.0011	0.007	0.009	—	"
	13	0.0035	0.008	0.79	0.013	0.010	0.001	0.0012	0.0013	0.009	0.018	0.0007	"
	14	0.0007	0.450	0.61	0.010	0.012	0.001	0.0060	0.0014	0.022	0.025	0.0017	"
	15	0.0029	1.256	0.45	0.012	0.013	0.002	0.0015	0.0018	0.007	0.020	0.0024	"
	16	0.0039	0.009	2.43	0.016	0.017	0.002	0.0071	0.0012	0.026	0.023	0.0042	"
	17	0.0034	0.009	0.70	0.073	0.011	0.001	0.0018	0.0008	0.018	—	—	"
	18	0.0021	0.008	0.25	0.012	0.010	0.002	0.0015	0.0010	0.015	—	—	"
	19	0.0022	0.007	0.19	0.009	0.011	0.003	0.0013	0.0009	0.020	—	—	"
	20	0.0028	0.009	0.65	0.016	0.011	0.001	0.0018	0.0012	0.030	—	0.0016	"
	21	0.0022	0.010	0.80	0.012	0.013	0.001	0.0020	0.0011	0.019	—	0.0025	"
比 較 例	22	0.0030	0.008	0.35	0.013	0.012	0.042	0.0090	0.0025	0.008	—	—	残
	23	0.0040	0.010	0.58	0.009	0.012	0.066	0.0029	0.0008	0.012	0.025	—	"
	24	0.0052	0.010	0.38	0.012	0.011	0.078	0.0023	0.0032	0.009	—	—	"
	25	0.0070	0.011	0.20	0.015	0.015	0.032	0.0051	0.0023	0.019	—	—	"
	26	0.0022	0.009	0.18	0.011	0.013	0.087	0.0013	0.0015	0.005	—	—	"

【0019】

【表4】

	番号	介在物組成 %				最大 介在物 徑 μm
		TiO ₂	MnO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	
突	1	35	37	23	5	21
	2	60	25	12	3	45
	3	52	12	7	29	41
	4	29	47	2	22	11
	5	20	20	53	7	35
	6	55	24	10	11	23
	7	26	15	44	15	43
	8	60	30	1	9	41
施	9	73	5	2	20	21
	10	58	12	7	23	23
	11	58	15	12	15	17
	12	61	11	11	17	28
	13	54	22	2	22	29
	14	59	15	4	22	35
	15	63	13	9	15	38
	16	48	8	38	6	33
	17	55	20	20	5	25
	18	59	16	13	12	28
	19	88	17	1	14	42
	20	70	7	11	12	41
	21	51	23	1	25	39
比較例	22	48	5	1	48	65
	23	73	17	4	6	105
	24	1	5	6	88	125
	25	68	21	5	6	75
	26	95	0	0	5	52

(9)

特開平10-226843

16

【0020】

【表5】

10

20

	番号	熱延 巻取 温度 ℃	冷間 圧延 率 %	板厚 mm	再結晶 温度 ℃	焼鈍 温度 ℃	機械的性質			プレス 時の欠 陥発生 率 %
							Y P MPa	T S MPa	E I %	
実施例	1	750	78	1.0	660	700	140	280	58	0
	2	725	82	0.8	665	710	160	310	55	0
	3	685	87	0.8	680	720	160	305	56	0
	4	620	90	0.8	690	720	170	320	54	0
	5	750	75	0.8	690	720	210	355	48	0.01
	6	790	69	1.0	660	720	140	280	48	0
	7	680	63	1.2	680	750	165	310	56	0.01
	8	730	75	0.8	660	730	180	320	54	0.01
	9	740	82	0.8	665	730	150	290	57	0
	10	720	78	1.0	670	740	165	310	56	0.02
	11	710	82	0.8	670	740	140	285	58	0.01
	12	685	82	0.8	675	740	150	295	56	0
	13	690	78	1.0	690	730	220	345	48	0
	14	705	90	0.8	670	750	260	390	42	0
	15	670	75	0.8	690	720	325	455	38	0
比較例	16	715	69	1.0	685	750	335	480	37	0
	17	700	63	1.2	690	740	330	420	39	0.01
	18	710	75	0.8	670	740	180	290	57	0.02
	19	720	87	0.8	670	730	185	295	57	0
	20	730	87	0.8	675	800	170	320	56	0
	21	725	78	1.0	670	790	220	340	50	0
比較例	22	600	78	1.0	740	780	180	300	56	0.10
	23	650	63	1.2	745	790	210	330	52	0.15
	24	705	69	1.0	730	800	170	305	55	0.30
	25	720	78	1.0	770	820	205	325	62	0.23
	26	715	87	0.8	750	800	165	295	57	167